

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 08-144039

(43)Date of publication of application : 04.06.1996

(51)Int.Cl.

C23C 8/22
B22D 17/22
C22C 38/00
C22C 38/38
C22C 38/58
C23C 8/08
C23C 8/28
C23C 8/34

(21)Application number : 06-311129

(71)Applicant : HITACHI METALS LTD

(22)Date of filing : 21.11.1994

(72)Inventor : NAGASAWA MASAYUKI
TAMURA ISAO
OKUNO TOSHIO

(54) METAL MOLD FOR CASTING OR MEMBER TO BE IN CONTACT WITH MOLTEN METAL, EXCELLENT IN EROSION RESISTANCE

(57)Abstract:

PURPOSE: To produce a highly erosion resistant metal mold for casting or member to be in contact with molten metal, having practical properties, such as sufficient toughness and machinability, and excellent in erosion resistance particularly to molten Al and molten Zn.

CONSTITUTION: A member, which has a composition consisting of, by weight ratio, >0.1-1.2% C, 0.1-3% Si, 5-25% Mn, 4-25% Cr, and the balance Fe with inevitable impurities and further containing, if necessary, one or ≥ 2 kinds selected from the five elements consisting of 0.5-15%, in total, of one or ≥ 2 elements among W, Mo, and V 0.5-4% Ni, and 0.5-10% Co, is subjected to carburizing treatment, where ≥ 20 vol.% carbides are dispersed in the region of $\geq 50\mu\text{m}$ in the surface layer part, or, the outermost layer part is further subjected, after the carburizing treatment, to either of nitriding treatment and boronizing treatment independently or in combination with both the treatments. By this method, the metal mold for casting or member to be in contact with molten metal, having a surface treatment layer and excellent in erosion resistance, can be obtained.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

21.05.2001

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the
examiner's decision of rejection or application
converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

3381812

[Date of registration]

20.12.2002

[Number of appeal against examiner's decision of
rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision
of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平8-144039

(43) 公開日 平成8年(1996)6月4日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 3 C	8/22			
B 2 2 D	17/22	Q		
C 2 2 C	38/00	3 0 2 A		
	38/38			
	38/58			

審査請求 未請求 請求項の数 3 F D (全 9 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願平6-311129

(22) 出願日 平成6年(1994)11月21日

(71) 出願人 000005083

日立金属株式会社

東京都千代田区丸の内2丁目1番2号

(72) 発明者 長澤 政幸

島根県安来市安来町2107番地の2 日立金

属株式会社冶金研究所内

(72) 発明者 田村 庸

島根県安来市安来町2107番地の2 日立金

属株式会社安来工場内

(72) 発明者 奥野 利夫

島根県安来市安来町2107番地の2 日立金

属株式会社冶金研究所内

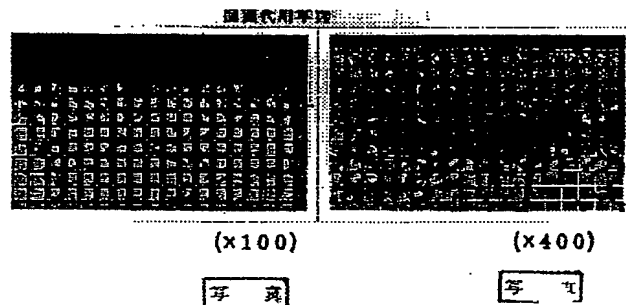
(74) 代理人 弁理士 大場 充

(54) 【発明の名称】 耐溶損性の優れた鋳造用金型または接溶湯部材

(57) 【要約】

【目的】 十分な靱性と機械加工性等の実用特性を備えており、特に溶湯Alや溶融Znに対する耐溶損性に優れた耐溶損性の優れた鋳造用金型または接溶湯部材を提供する。

【構成】 重量比で、C 0.1%を越え1.2%以下、Si 0.1~3%、Mn 5~25%、Cr 4~25%からなり、さらに必要に応じてW、Mo、Vの一種または二種以上を合計で0.5~15%、Ni 0.5~4%、およびCo 0.5~10%の5元素から選ばれ一種または二種以上を含み、残部Feならびに不可避免的不純物からなり、表層部の50 μ m以上の領域が20vol%以上の炭化物を分散させる浸炭処理を施すか、または最表層部は該浸炭処理後さらに窒化処理、硼化処理のうちのいずれかを単独または複合で施した表面処理層を有することを特徴とする耐溶損性の優れた鋳造用金型または接溶湯部材。



BEST AVAILABLE COPY

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量比で、C 0.1%を越え1.2%以下、Si 0.1~3%、Mn 5~25%、Cr 4~25%、残部Feならびに不可避的不純物からなり、表層部の50 μ m以上の領域が20vol%以上の炭化物を分散させる浸炭処理を施すか、または最表層部は該浸炭処理後さらに窒化処理、硼化処理のうちのいずれかを単独または複合で施した表面処理層を有することを特徴とする耐溶損性の優れた鑄造用金型または接溶湯部材。

【請求項2】 重量比で、C 0.1%を越え1.2%以下、Si 0.1~3%、Mn 5~25%、Cr 4~25%、さらにW、Mo、Vの一種または二種以上を合計で0.1~15%、Ni 0.5~4%、およびCo 0.5~10%の5元素から選ばれる一種または二種以上を含み、残部Feならびに不可避的不純物からなり、表層部の50 μ m以上の領域が20vol%以上の炭化物を分散させる浸炭処理を施すか、または最表層部は該浸炭処理後さらに窒化処理、硼化処理のうちのいずれかを単独または複合で施した表面処理層を有することを特徴とする耐溶損性の優れた鑄造用金型または接溶湯部材。

【請求項3】 表面処理である浸炭処理は、固体浸炭、液体浸炭、プラズマ浸炭、ガス浸炭のうちのいずれか、窒化処理はガス窒化、イオン窒化、溶融ソルト窒化、浸硫窒化のいずれかであることを特徴とする請求項1または2に記載の耐溶損性の優れた鑄造用金型または接溶湯部材。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、十分な靱性と機械加工性等の実用特性を備え、特に溶融金属に対する耐溶損性に優れた溶融金属の鑄造用金型または堰、ピン等溶湯に接する器具(以下接溶湯部材と称す)に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 溶融金属の鑄造による成形(ダイカストまたは重力鑄造など)に用いられる金型や接溶湯部材(例えば湯口堰など)には、従来、熱間ダイス鋼、高速度工具鋼、ステンレス鋼などの鋼や鑄鉄等が用いられてきた。現在、鑄造による成形で最も多く用いられる被成形金属の一つはアルミニウム合金であるが、金型や接溶湯部材として使用されている上記鉄鋼材料がアルミニウム合金の溶湯と接触する部分では、これらの鉄鋼材料がアルミニウム合金の溶湯によって溶損されて、アルミニウム合金の溶湯中の鉄含有量が増加し、鑄造部品の品質を低下せしめる。さらに、これらの金型等の溶損は操業上種々の不都合を生ぜしめると共に、耐用期限を縮めるなど悪影響を及ぼすものである。

【0003】 これらの問題点を解決するために、鑄造用金型や接溶湯部材には、従来では、溶融アルミニウム合金と全く反応しないセラミックス系の材料や溶損を起こ

しにくいW合金、Mo合金等が一部使用されているが、これらの材料は価格が高いことや、入子として用いた場合、周囲の鉄鋼材料との熱膨張率の差が大ききことによる種々の問題が生じるうえ、強度、靱性、耐熱衝撃性の不足などの問題点があり、折れ・欠けなどが起って、工業上問題になっている。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】 本発明者は、アルミニウム合金を中心とした溶融金属による鉄鋼材料や、非鉄合金の溶損について種々検討を行なった結果、炭化物を相当多量に分散させた鉄鋼材料が従来の当該用途用鉄鋼材料に比べ耐溶損性が著しく優れることを見出し、超硬度高速度工具鋼を低圧鑄造用の治工具材料として特許出願した(特開平3-39452号)。また、同様の発想から安価で実用上、十分な強度と靱性を持つ1.2~2.5% C・5~25%Mn・4~25%Cr鋼(以後、高C高Mn高Cr鋼と称す)を特開平03-053046号で開示したが、これらは目的とする金型や接溶湯部材によっては形状的な面からの機械加工性や熱衝撃や溶損などによる耐割損性、耐折損性等が不足する場合があることがわかった。本発明は、このような問題点に対し、十分な靱性、機械加工性等の実用特性を備えており、とくに耐溶損性に優れた鑄造用金型または接溶湯部材を提供することを目的とする。

【0005】

【課題を解決するための手段】 そこで本発明者は、実用上、十分な強度、靱性および機械加工性を持たせるため、母材を上述した高C高Mn高Cr鋼のC量を低めて低炭素のオーステナイト系合金鋼とし、機械加工後に浸炭処理を施し、これにより表層部に炭化物を緻密に析出させることで、優れた耐溶損性を実現したのである。同時に浸炭処理した後、さらに窒化処理や硼化処理を単独または複合で施すことにより、耐溶損性がより高まることも見出したのである。本発明の組成の金型や接溶湯部材は通常の鑄造または鍛造により作製することができるため、セラミックスやW合金、Mo合金、超硬度高速度工具鋼等にくらべ價格的にも有利であるので、この面からも実用性が大きい。

【0006】 具体的に本発明の第1発明は、重量比でC 0.1%を越え1.2%以下、Si 0.1~3%、Mn 5~25%、Cr 4~25%、残部Fe及び不可避的不純物からなり、浸炭層である表層部の50 μ m以上の領域が20vol%以上の炭化物を分散させる浸炭処理を施すか、または該浸炭処理後さらに窒化処理、硼化処理のうちのいずれかを単独または複合で施した表面処理層を有することを特徴とする耐溶損性の優れた鑄造用金型または接溶湯部材であり、第2発明は、重量比で、C 0.1%を越え1.2%以下、Si 0.1~3%、Mn 5~25%、Cr 4~25%、さらにW、Mo、Vの一種または二種以上を合計で0.5~15%、Ni 0.5~4.0%、およびCo 0.5~10%の5元素から選ばれる一種または二種以上を含み、残部Feならびに不可避的不純物からな

り、表層部の50 μ m以上の領域が20vol%以上の炭化物を分散させる浸炭処理を施すか、または該浸炭処理後にさらに窒化処理、硼化処理のうちのいずれかを単独または複合で施した表面処理層を有することを特徴とする耐溶損性の優れた鑄造用金型または接溶湯部材である。前記5元素とは当然、W、Mo、V、Ni、Coを意味し、これらは後述する作用を付与するため、単独または複合で添加できる。

【0007】第3発明は、表面処理である浸炭処理は、固体浸炭、液体浸炭、プラズマ浸炭、ガス浸炭のうちいずれか、窒化処理はガス窒化、イオン窒化、溶融ソルト窒化、浸硫窒化のいずれかであることを特徴とする第1発明または第2発明に記載の耐溶損性の優れた鑄造用金型または接溶湯部材である。

【0008】

【作用】上述したように、本発明は、特定の組成範囲の低C高Mn高Cr鋼(0.1~1.2%C-5~25%Mn-4~25%Cr)に浸炭処理を施すと溶融金属の溶損作用に対して高い耐溶損性を示すことを見出したことによるものである。本願発明の化学成分と類似する合金等は、高Mn、高Ni鋼(たとえばMn 5~25%、Ni 1~15%)として知られている。しかし、従来の鋼は、せいぜい非磁性かつ高硬度を要求される用途や、析出硬化型の合金であり、本願発明のように浸炭や他の表面処理で被覆し、流動する溶融金属による特異な損傷、すなわち耐溶損性を目的にしたものではない。すなわち、本願発明は構成も目的も新規なものである。

【0009】次に本発明の成分範囲の限定理由について述べる。Cは、母相に適度の強度と靱性を与えるために添加するものであるが、多すぎると過剰の炭化物を生じ鍛造性、被加工性を著しく低下させ、実用面で不都合を生ずるので、1.2%以下とし、低すぎると上記添加の効果が得られないので、金型または接溶湯部材においては0.1%を越えて添加する。強度と靱性を共に得るには0.1~0.5%が最適である。Siは、用途に応じた耐酸化性を付与するため0.1%以上添加される。しかし、多すぎると熱伝導率を低下させるので3%以下とするが、望ましい範囲は0.1~1.0%である。Mnは、C、Ni、Coとともに本発明鋼の母相をオーステナイト組織とすることにより、高い靱性を付与するために添加する。このため5%以上添加するが、多すぎると被加工性を低下させるので25%以下とする。そして、母相を確実にオーステナイト化し、かつ靱性的効果を得るには10~20%添加するのが望ましい。

【0010】Crは、浸炭処理を施した時、Cと結合して表層に緻密な炭化物を形成し、また窒化処理を施した時、Nと結合して窒化物となり、本発明鋼の最も重要な特徴である耐溶損性を付与する。鉄鋼材料の溶融金属による溶損は、溶融金属と母相のFeやNiとが化合物を形成し、これを介して鉄鋼材料が溶融金属側に拡散するこ

とにより、進行する現象であるが、表層の緻密な炭化物が母相を取り囲むことによって母相を溶融金属から遮蔽することにより、溶損が進行しにくくなる。Crの過剰な添加は、過度の炭化物を生じ、靱性、被加工性を著しく低下させ、実用面で不都合を生ずるので、4%以上25%以下とする。上述の効果は5~15%添加した時、最も高く現れる。

【0011】W、Mo、Vは、必ずしも必要でないが、添加をすると熱処理時に時効処理した時、微細な特殊炭化物を析出して軟化抵抗、高温強度を高める。またCと結合して炭化物を形成し、Crの場合と同様に、耐溶損性を付与する。さらに、母相に固溶して母相の耐溶損性を高める効果ももつ。ただし、過度の添加は必要ではなく、金型、接溶湯部材の使用条件に応じた強度、高温強度に基づいて、一種または二種以上を合計で0.1%~15%添加すると効果が出る。これは、0.2%~10%添加した時、最も効果が大きい、さらに望ましい範囲は0.2~5%である。

【0012】Niは、C、Mn、Coとともに本発明鋼の母相をオーステナイト組織にして、高い靱性を付与するために添加してもよい。このため、C、Mn、Co量との関係において上記効果を得るため、0.5%以上添加するが、Niは本発明鋼の最も重要な特徴である耐溶損性を低下させるため、多くは添加できないので4%以下とするが、望ましい添加範囲は0.5~2.0%である。Coは、C、Mn、Niとともに本発明の母相をオーステナイト組織とし、高い靱性を付与するために添加してもよい元素である。また同時に、高温強度を高める作用ももつ。このため、C、Mn、Ni量との関係において上記効果を得るため、0.5%以上添加するが、Coは多量に添加する必要はなく、多すぎると靱性を減ずるので10%以下とする。望ましい添加範囲は0.5~5%である。

【0013】本発明は溶融金属に直接接する材料の特性として、特に浸炭層の性状が特定のものであるところに特徴がある。特に浸炭層が通常の浸炭層よりかなり深く50 μ m以上とし、その部分の炭化物密度は20vol%以上あることが必要である。この浸炭層に存在する炭化物はそのほとんどが鋼の中に存在するCrや選択元素として添加されるW、Mo、Vと炭素が結合されて形成されるもので、通常の浸炭の時に形成される鉄炭化物は、極、少量である。浸炭層の性状としては、炭化物が緻密に析出していないと、優れた耐溶損性が得られないので、炭化物密度は20vol%以上、また浸炭深さは浅すぎると十分な耐溶損性が持続できないので50 μ m以上とする。なお、浸炭深さは炭化物密度が20vol%以上あれば、よい層を意味し、拡散層であってもよい。なお、本発明に対し公知の快削性を付与する公知の元素、例えばS、Pb、Ca、Seなどを添加し、切削加工の特性を向上させることが可能である。

【0014】

【実施例】次に実施例に基づき本発明を詳細に説明する。

(実施例 1) まず、表 1 に示す組成の素材を準備し、図 2 に示す耐アルミ溶損性試験片と耐亜鉛溶損性試験片および図示しないシャルピー衝撃試験片(JIS3号)を作製した。比較例のうち試料 No. 33 は SKD 61、No. 34 は鑄鉄 FC 25、No. 35 は高 C の Mn 鋼である。そして、本発明の素材のシャルピー衝撃試験片は焼なまし状態のままで、比較例の SKD 61 は所定の標準の熱処理を施して硬さを約 HRC38 に調整し、鑄鉄は鑄造まま、高 C 高 M

n 高 C r 鋼 (No. 35) は焼なましままの状態で行なった。さらに本発明の素材の溶損性試験片には焼なましままの状態から表 2 に示す条件で浸炭処理を施し、また浸炭処理後、さらに窒化处理や硼化处理を施して、溶融アルミと溶融亜鉛に対する溶損性試験に供し、SKD 61 は熱処理後ガス窒化を施し、鑄鉄は鑄造のまま、高 C 高 Mn 高 C r 鋼 (No. 35) は焼なましのままで溶損性試験を行なった。

【0015】

【表 1】

試料 No.	化 学 組 成 (wt%)										備 考
	C	Si	Mn	Ni	Cr	W	Mo	V	Co	Fe	
1	0.69	0.60	15.58	—	20.49	—	—	—	—	Bal	
2	0.78	1.48	6.61	3.71	23.11	—	—	—	—	"	
3	0.32	1.02	20.05	2.32	17.56	8.58	—	—	—	"	
4	0.89	0.85	18.41	1.60	15.07	—	3.79	—	—	"	
5	1.04	2.17	10.05	2.13	11.21	—	—	6.16	—	"	
6	0.56	0.62	7.83	2.35	7.33	4.56	2.07	—	—	"	
7	0.91	0.38	13.97	2.57	5.67	3.35	—	5.28	—	"	
8	1.13	0.73	19.41	2.79	13.44	—	2.62	0.51	—	"	
9	0.21	0.27	14.25	3.18	8.61	1.18	4.11	1.31	—	"	
10	0.63	0.89	16.32	2.82	16.46	—	—	—	4.01	"	
本 11	0.75	1.63	9.58	2.41	10.83	7.92	—	—	3.54	"	
発 12	0.42	0.35	12.87	2.67	12.18	—	2.86	—	4.21	"	
明 13	1.09	0.47	10.11	2.20	15.43	—	—	5.89	3.77	"	
14	0.51	1.88	15.44	2.27	18.36	4.41	2.18	—	3.16	"	
15	0.16	2.23	19.13	2.13	13.79	3.62	—	5.37	2.89	"	
16	0.38	1.18	7.43	2.48	11.45	—	2.71	6.10	2.92	"	
17	0.83	0.31	18.02	1.23	14.17	1.07	2.12	1.50	3.51	"	
18	1.01	0.39	12.41	—	18.01	8.73	—	—	—	"	
19	0.68	0.83	9.60	—	20.83	—	4.06	—	—	"	
20	0.22	0.95	13.15	—	7.16	—	—	0.37	—	"	
21	0.28	0.90	22.53	—	19.34	5.10	2.62	—	—	"	
22	0.35	1.41	16.54	—	10.56	4.43	—	1.17	—	"	
23	0.55	0.33	11.28	—	8.39	—	3.11	0.84	—	"	
24	0.40	0.12	13.11	—	5.87	1.71	2.33	2.08	—	"	
25	0.53	1.97	10.38	—	7.78	8.41	—	—	3.89	"	
26	0.45	0.71	7.56	—	12.18	—	3.37	—	8.18	"	
27	0.34	0.45	9.02	—	15.69	—	—	6.25	4.92	"	
28	0.12	0.87	6.13	—	18.25	4.46	2.18	—	3.54	"	
29	0.85	0.25	11.34	—	21.48	3.27	—	4.79	2.61	"	
30	0.61	1.37	12.77	—	13.51	—	2.53	4.90	3.32	"	
31	0.73	1.86	13.29	—	10.89	3.64	1.98	2.87	1.75	"	
32	0.42	0.51	16.47	—	19.22	—	—	—	8.76	"	
比 33	0.39	0.95	0.55	—	5.09	—	1.25	0.85	—	Bal	SKD61
較 34	2.95	1.50	1.15	—	—	—	—	—	—	"	ねずみ鑄鉄FC25
例 35	1.98	1.10	12.86	0.60	17.57	—	—	1.05	—	"	高C高Mn高Cr鋼

【0016】図 1 に、本発明に係る浸炭処理後の代表的な断面ミクロ組織写真を示す。浸炭処理によって表層に緻密な炭化物が形成されており、これが鑄造用金型および接溶湯部材の母相と溶融金属を遮蔽し、優れた耐溶損性を実現する。このような優れた耐溶損性を目的として低 C 高 Mn 高 C r オーステナイト鋼に浸炭処理を施すことは従来なかったものである。

【0017】そして、耐アルミ溶損性試験は、アルミ合

金 ADC 12 の 700°C の溶湯中に試験片を 3 時間浸漬し、試験片の試験前後の重量比で耐溶損性を比較した。耐亜鉛溶損試験についても同様に行った。試験片は、亜鉛合金 ZAC 2 の 600°C の溶湯中に 20 時間、浸漬した。また、一方で機械加工性の評価として被削性試験を行なった。テストは焼なましままの各試料の母材をエンドミルで切削した時のエンドミル刃先摩耗量を測定した。切削条件は回転速度 9m/min、送り 0.05mm/刃、切込 0.5mmW

×10mmh、切削油使用とした。

【表 2】

【0018】

表面処理法		処 理 条 件
浸 炭	固体浸炭	950℃×3時間
	液体浸炭	850℃×1時間
	プラズマ浸炭	950℃×2時間
	ガス浸炭	930℃×3時間
浸炭処理後ガス窒化		浸炭後 520℃×10時間
浸炭処理後イオン窒化		〃 520℃×15時間
浸炭処理後熔融ソルト窒化		〃 570℃×4時間
浸炭処理後浸硫窒化		〃 580℃×15時間
浸炭処理後硼化处理		〃 900℃×6時間
浸炭処理後硼化处理 + 窒化处理		〃 900℃×6時間 + 窒化处理

【0019】表3および表4は耐溶損性試験、被削性試験、および2mmUノッチシャルピー衝撃試験の結果を示す。そして、表3および表4には表面処理方法と浸炭深さおよび浸炭部の炭化物密度を併示する。比較として前述したSKD61、FC25および本願出願人が提案し

た高C高Mn高Crから作製した試験片のデータも併記した。

【0020】

【表3】

試料 No.	基材 No.	表面処理	浸炭 深さ (μm)	浸炭部 炭化物 密度(vol%)	耐Al溶損 性減量率 (%)	耐Zn溶損 性減量率 (%)	被削性 摩耗量 (mm)	2Uシャルピー 衝撃値 ($\text{kgf}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$)
1	1	固体浸炭			6.8	0.09	—	—
2	2	"			6.5	0.08	—	—
3	3	"	53	26	6.2	0.06	0.40	5.4
4	4	"			6.6	0.08	—	—
5	5	"			7.1	0.12	0.37	3.7
6	6	"			7.2	0.13	—	—
7	7	"			7.4	0.13	0.38	5.5
8	8	"			6.4	0.07	0.42	4.5
9	9	液体浸炭			6.9	0.10	0.35	6.8
10	10	"	57	23	7.2	0.12	—	—
11	11	"			7.0	0.11	—	—
12	12	"			7.1	0.12	0.36	6.1
13	13	"			6.7	0.09	—	—
14	14	"			6.1	0.05	0.38	4.5
15	15	"			6.6	0.08	—	—
16	16	"			6.6	0.08	—	—
17	17	プラズマ浸炭			6.8	0.09	—	—
18	18	"			6.2	0.07	0.40	3.5
19	19	"			6.0	0.05	—	—
20	20	"	71	54	6.6	0.09	—	—
21	21	"			5.9	0.04	0.42	4.4
22	22	"			6.8	0.10	—	—
23	23	"			6.8	0.09	—	—
24	24	"			6.5	0.07	0.36	3.8
25	25	ガス浸炭	62	35	7.2	0.12	0.35	5.2
26	26	"			7.0	0.11	—	—
27	27	"			6.7	0.09	—	—
28	28	"			6.1	0.05	0.35	3.7
29	29	"			5.9	0.04	—	—
30	30	"			6.5	0.07	0.37	4.1
31	31	"			6.7	0.10	0.36	4.3
32	32	"			6.9	0.11	—	—

本
発
明

	試料 No.	素材 No.	表面処理	浸炭 深さ (μm)	浸炭部 炭化物 密度(vol%)	耐Al溶損 性減量率 (%)	耐Zn溶損 性減量率 (%)	被削性 摩耗量 (mm)	2Uシャルピー 衝撃値 ($\text{kgf}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$)
本 発 明	33	1	固体浸炭+ ガス窒化	—	—	3.2	0.01	—	—
	34	1	固体浸炭+ 熔融ソルト窒化	—	—	2.9	0.01	—	—
	35	1	固体浸炭+ 湿確窒化	—	—	2.7	0	—	—
	36	1	固体浸炭+ 硼化处理	—	—	2.5	0	—	—
	37	20	プラズマ浸炭+ イオン窒化	—	—	2.7	0.01	—	—
	38	20	プラズマ浸炭+ 熔融ソルト窒化	—	—	2.3	0.01	—	—
	39	20	プラズマ浸炭+ 湿確窒化	—	—	2.0	0.01	—	—
	40	20	プラズマ+硼化 処理+ガス窒化	—	—	2.0	0	—	—
比 較 例	41	1	固体浸炭	21	7	12.4	0.20	—	—
	42	33	ガス窒化	—	—	55.0	3.10	—	—
	43	34	—	—	—	45.9	2.50	—	—
	44	35	—	—	—	19.5	0.22	—	—

【0022】表3および表4に示す耐溶損性試験は、図2に示す形状の試験片を製作した後、表面処理を施して試験に供し、また被削性試験とシャルピー衝撃試験は表面処理を施さないで試験を行なった。さらに前述したように、比較例のSKD61は、硬さをHRC38狙いで熱処理を施し、さらに520℃×10時間のガス窒化のみを施して耐溶損性の試験に供し、鋳鉄FC25は鋳造ままの状態から試験片に加工してそのまま試験を行ない、高C高Mn高Cr鋼は焼なましままの状態で行なった。浸炭層の確認について、その深さは光学顕微鏡を用いて観察し、浸炭部の炭化物密度は浸炭層の領域の断面マイクロ組織の画像解析とX線回折実験により求めた。

【0023】溶損試験後は、図2に示すように部分的にくびれを生じるように溶損されて重量が減少するので、この重量減の大小により耐溶損性を評価した。また、試料No. 1~32は浸炭処理のまま、試料No. 33~39は浸炭処理後窒化処理または硼化处理が施し、No. 40は浸炭処理後硼化处理を施し、さらに窒化処理を施してある。表3および表4によれば、本発明の素材No. 1~32の耐アルミ溶損性、耐亜鉛溶損性は、SKD61に窒化処理を施したもの、FC25、高C高Mn高Cr鋼に比べ、著しく優れることがわかる。また、浸炭処理後さらに窒化処理や硼化处理を行なうことによって、一層表面処理の効果が大きくなり、耐Al溶損性の向上効果が顕著である。また、比較例の試料No. 41は素材No. 1に対し、950℃×1時間の固体浸炭処理を施し、浸炭深さと炭化物密度を本発明の規定から外れるようにしてあるが、耐溶損

性は従来の高C高Mn高Cr鋼と大差はなく、耐溶損性はそれほど高くない。

【0024】また本発明に係る低C高Mn高Cr鋼は、従来の高C高Mn高Cr鋼に比べ被削性およびシャルピー衝撃値が著しく優れ、折損、破損等が起こりにくいことがわかる。なお、本実施例では、アルミ合金と亜鉛合金に対する溶損試験の結果を示したが、一般に熔融金属による金型等の溶損は、熔融金属と金型等の母相である金属との接触による化合物形成により進行するので、本発明に係る金型等は、アルミ系や亜鉛系に対するのと同様にその他の熔融金属、例えば、鉄系や銅系の合金に対する耐溶損性も優れることが推定される。

【0025】（実施例2）次に前述の素材から、金型を製作し、実用テストを行なった結果を示す。アルミダイカスト金型の一部を入子とし、これを素材No. 1、No. 20およびSKD61（素材No. 33）から製作した。素材No. 1は固体浸炭後、熔融ソルト窒化、No. 20はプラズマ浸炭のみ、さらにSKD61は熱処理後、熔融ソルト窒化法により窒化処理を施した。入子は、アルミ合金の溶湯が、ゲートから直接衝突するゲート正面部に組み込んだ。表5にそれぞれの金型入子の寿命を示す。SKD61は5500ショット使用した時点で溶損により金型表面が肌あれを生じ使用を停止した。これに対し、本発明は共に45,000ショットでも肌あれを生ぜず、さらに続けて使用が可能であった。

【0026】

【表5】

	素材 No.	表面処理	寿 命 (ショット数)	寿命原因
本発明	1	固体浸炭後 熔融ソルト窒化	45,000以上	—
	20	プラズマ浸炭	〃	—
比較例	33 (SKD61)	熔融ソルト窒化	5,500	溶損による肌あれ

【0027】（実施例3）次に、低圧鑄造によってアルミ製品の成形に用いる湯口堰のローホルダを製作した。湯口堰の構造を図3に示す。図2の1bがローホルダである。入子2はセラミックス製、アッパーホルダ1aとセンターホルダ1cはSKD61製とした。表6

に製作した湯口堰を実機に組み込んで、鑄造テストを行った時のローホルダの耐久性を示す。

【0028】

【表6】

	素材No.	表面処理	寿命 (ショット数)	寿命原因
本 発 明	1	固体浸炭	1,500	溶 損
	1	固体浸炭後 浸硫窒化	2,000以上	—
	17	プラズマ浸炭	1,500	溶 損
	17	プラズマ浸炭後 硼化处理	2,000以上	—
	20	プラズマ浸炭	1,500	溶 損
	21	プラズマ浸炭	1,500	〃
	21	プラズマ浸炭後 イオン窒化	2,000以上	—
	32	ガス浸炭	1,500	〃
比 較 例	33	ガス窒化のみ	100	溶損による溶湯もれ
	35	—	1,200	ひび割れ

【0029】SKD61では100回の鑄造で溶損が進み、セラミックス製の入子との間にすきまを生じ、鑄造中に溶湯が湯口堰より漏れ出したが、本発明に係る湯口堰はいずれもほぼ4500回まで使用することができた。また浸炭処理後、さらに浸硫窒化、イオン窒化または硼化处理を施したものは6000ショット鑄造を行っても溶湯

の漏れは生じなかった。また比較例である高C高Mn高Cr鋼は1500ショットで溶損が生じた。本実施例では、接溶湯部材として湯口堰を用いて本発明を説明したが、他に中子ピン等直接溶湯と接触する部位の器具にも使えるものである。

【0030】

【発明の効果】以上述べたように、本発明は、アルミ合金を始めとする熔融金属鑄造用の金型や接溶湯部材として、従来材SKD61に代表される熱間ダイス鋼や鑄鉄等に比べ著しく耐溶損性に優れるため、これらの耐久寿命に大幅な向上効果をもたらすものである。また同様に耐溶損性が優れる超硬度高速度工具鋼、高C高Mn高Cr鋼やセラミックスが実用上、折損、破損、機械加工性の問題点から適用が進まなかったのに対し、本発明は靱性、機械加工性にも優れるため実用性も大きい。さらに従来のW合金やMo合金に比べ、安価に製造できるという利点もある。このように本発明はその工業的価値は極めて大きい。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明の鑄造用金型または接溶湯部材に係る浸炭処理層の代表的な断面ミクロ金属組織写真である。

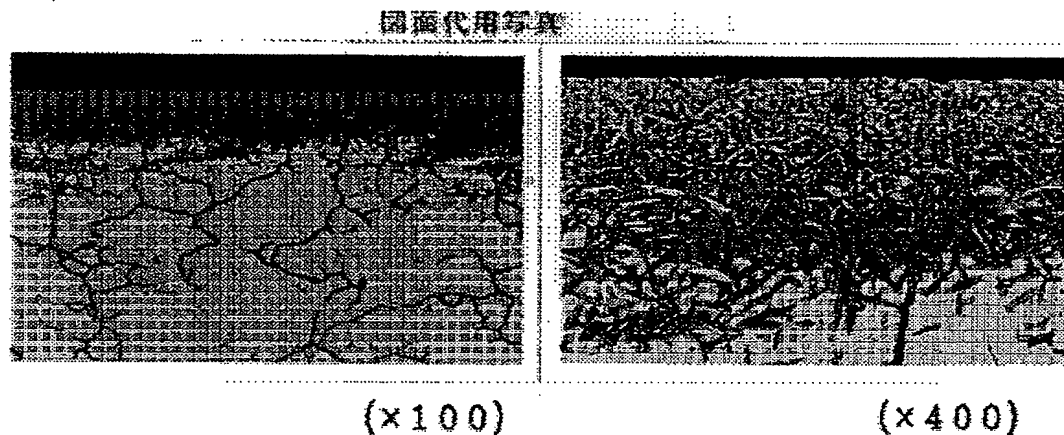
【図2】溶融アルミおよび溶融亜鉛に対する耐溶損試験片と溶損状況を示す図である。

【図3】本発明の鑄造用金型または接溶湯部材に係り、実施例3で使用した湯口堰の一例を示す断面図である。

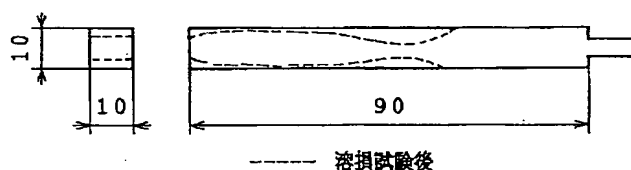
【符号の説明】

1 湯口堰、1a アップホルダ、1b ロワーホルダ、1c センタホルダ、2 入子、3 金型、4 湯流れ方向

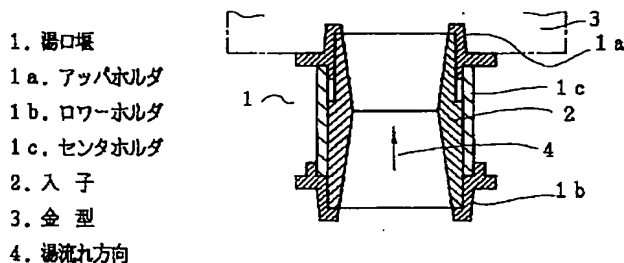
【図1】



【図2】



【図3】



フロントページの続き

(51) Int. Cl. ⁶

C 23 C

8/08

8/28

8/34

識別記号

庁内整理番号

F I

技術表示箇所

BEST AVAILABLE COPY